

**Abhängigkeit der Härte von der Temperatur
für die Legierungen Cu-Sn und Cu-Zn**

Johann Tsipouris

Abhängigkeit der Härte von der Temperatur
für die Legierungen Cu-Sn und Cu-Zn

Inaugural-Dissertation

zur

Erlangung der Doktorwürde

der

Hohen Naturwissenschaftlichen Fakultät

der

Ludwig-Maximilians-Universität

München



vorgelegt

von

Johann Tsipouris

aus

Athen/Griechenland

Juni 1957

Berichterstatter: Prof. Dr. G.-M. Schwab

Tag der mündlichen Prüfung: 31. JULI 1957

Die vorliegende Arbeit wurde in der Zeit vom August 1952 bis März 1956
im Institut für Physikalische Chemie der Universität München ausgeführt.

Meinem hochverehrten Lehrer,

Herrn Prof. Dr. G.-M. Schwab,

möchte ich für sein stets gezeigtes Interesse, sowie für seine bereitwillige
und grosszügige Unterstützung meinen besonderen Dank ausdrücken.



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41555403_0102

Inhaltsverzeichnis

Seite

A. Problemstellung	1
B. Arbeitsvorgang	2
I. Legierungen.....	2
1. Untersuchte Legierungen und deren Herstellung	2
2. Identifizierung der hergestellten Legierungen	3
a) Cu-Sn-Legierungen	6
b) Cu-Zn-Legierungen	9
II. Versuchsmethodik	15
1. Härteprüfer	15
2. Gasreinigung.....	17
3. Messung der Härte.....	18
4. Brinellhärte	19
C. Arbeitsergebnisse und Schlussfolgerungen	20
I. Arbeitsergebnisse	20
1a. Ergebnisse der Cu-Sn-Härtemessungen	20
1b. Ergebnisse der Cu-Zn-Härtemessungen	22
Graphische Darstellung der Ergebnisse	24
II. Bemerkungen	24
III. Diskussion	28
1. Theorie der Härte	28
a) Abhängigkeit der Härte von der Temperatur	28
b) Versetzungslinien	30
2. Schlussfolgerungen auf Grund der Arbeitsergebnisse.....	31
D. Zusammenfassung.....	35
E. Literaturzusammenstellung	36

A. Problemstellung

Es ist aus der Literatur (Lit. 1) bekannt, dass zwischen der Härte der Metalle und ihrer Temperatur folgende Beziehung gilt:

$$\ln H = \ln A + E/R \cdot 1/T, \quad (1)$$

wobei H = Härte Brinell (kg/mm^2),

A = Materialkonstante,

E = kritische Aktivierungsenergie der plastischen Deformation,

R = Gaskonstante und

T = Temperatur ($^{\circ}\text{K}$).

Es wurde damals vermutet, dass zwei Aktivierungsenergien vorliegen und zwar E_1 , welche bis etwa $\frac{2}{3}$ des Schmelzpunktes gilt und E_2 , welche grösser als E_1 ist und für Temperaturen, die höher als $\frac{2}{3}$ des Schmelzpunktes sind, gilt. Es wurden Härten bis zu einer Temperatur von 450°C gemessen (Lit. 1) und die Gültigkeit der Gleichung (1) bewiesen.

Zweck der jetzigen Arbeit ist:

Die Gültigkeit obenerwähnter Gleichung (1) auch für Härteprüfung bei Temperaturen bis 800°C zu zeigen und zu prüfen, wie E von der Struktur abhängt.

Es wird auch gleichzeitig eine theoretische Erklärung dieser Tatsachen abgegeben durch die Elektronenkonzentrationstheorie von MOTT u. JONES (Lit. 2). Zu diesem Zweck sind Legierungen verwendet worden, für deren Bildung die Elektronenkonzentration massgebend ist und bei denen andere Faktoren (Lit. 3), wie Atomradien und Elektronennegativität, eine untergeordnete Rolle spielen.

B. Arbeitsvorgang

I. Legierungen

1. Untersuchte Legierungen und deren Herstellung

Es wurden alle Phasen der Systeme Cu-Sn und Cu-Zn hergestellt (Lit. 10). Zu Beginn wurden die Legierungen in entwässelter Borax- und NaCl-Schmelze mit Hilfe eines Gasofens hergestellt. Leider konnten damit keine guten Prüfstücke erhalten werden. Unter diesen Umständen ist das System Cu-Sn gemessen worden. Beim Betrachten der Cu-Sn-Kurven (S. 25) bemerkt man, dass die Streuung gross ist. Die Proben hatten meistens ziemlich grosse Lunker, und man müsste entweder auf einige Messungen verzichten oder dieselbe Legierung für die weiteren Messungen mehrmals herstellen, was nicht immer leicht gelingen konnte.

Cu-Zn-Legierungen wurden aus diesem Grund in zu diesem Zweck gebauten elektrischen Schmelzöfen (Abb. 1) hergestellt ^{†)}.

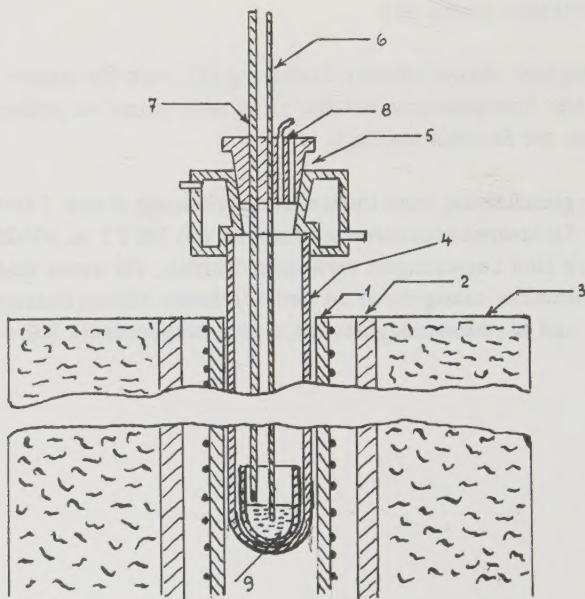


Abb. 1

^{†)} Diese Schmelzöfen mit den dazugehörigen Schmelztiegeln sind uns freundlicherweise von Herrn Dr. Wittig zur Verfügung gestellt worden.

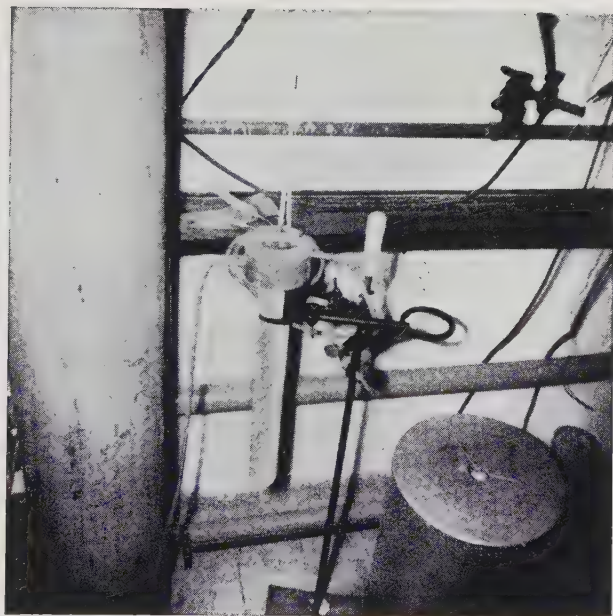


Abb. 2

**Schmelzofen und Schmelztiegel
mit Rührer und Thermoelement**

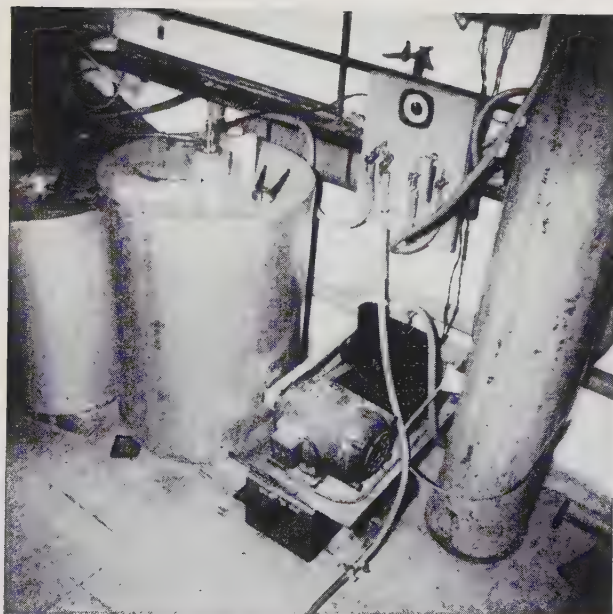


Abb. 3

**Schmelzofen mit Schmelztiegel
und Metallmanometer**

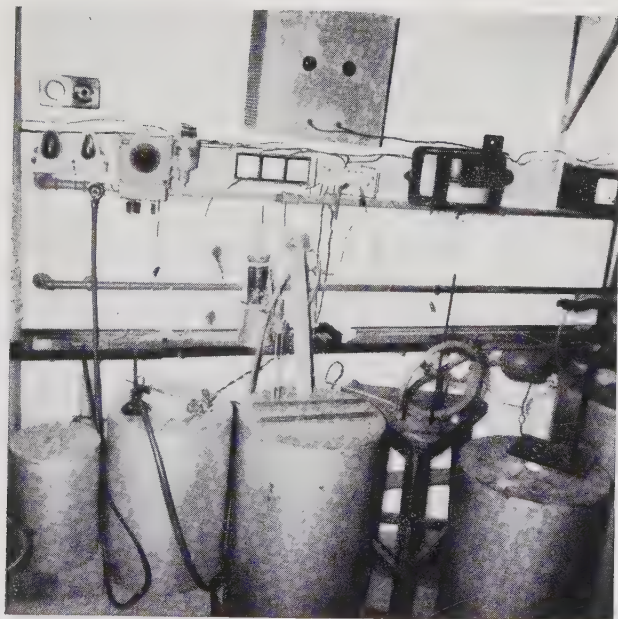


Abb. 4

**Schmelzofen, Schmelztiegel und Regler
mit Widerstand**

Abb. 1 zeigt einen solchen Schmelzofen mit dem speziell gebauten Schmelztiegel (4), der aus einem langen Porzellantiegel mit luftdichtem, gekühltem Deckel (5) besteht. Mit Hilfe eines Pythagorasrohres (6) konnte man die Metallschmelze (9) rühren. Durch ein an einen Regler (s. auch Schaltschema S. 5) angeschlossenes Thermoelement (7) wurde die Temperatur geregelt. An einem angeschlossenen Metallmanometer (Abb. 3) konnte man den Druck in dem Tiegel ablesen und durch eine am Deckel angepasste Glasscheibe (8) den ganzen Schmelzvorgang verfolgen.

Das Schmelzen erfolgte in Argonatmosphäre.

Bei der Herstellung der Cu-Zn-Legierungen wurde darauf geachtet, dass die Temperatur um nicht mehr als 50 - 100°C den Schmelzpunkt überschreitet, um eventuelles Entweichen von Zn zu vermeiden. Es wurden noch die in der Literatur (Lit. 10) zu findenden Erfahrungen berücksichtigt. Das Tempern erfolgte 20 - 30°C unterhalb der Soliduskurve.

Das Schaltschema für die Anschlussanordnung des Ofens zeigt Abb. 5. Der Ofen (4) ist über ein Relais (2) und einen Schalter (1) an die Stromquelle (220 V) angeschlossen. Parallel dazu ist der Motor des Reglers geschaltet. An den Regler ist das Thermoelement angeschlossen. Das Relais und der Regler sind mit einer Stromquelle von 24 V nacheinander verbunden. Der Regler schaltet das Relais ein und aus. Wenn im Relais der Schalter den Stromkreis A schließt, wird der Widerstand (3) eingeschaltet, und der Strom fließt durch diesen. Wenn die Berührung an der Stelle B erfolgt, wird der Widerstand ausgeschaltet. Der Strom fließt dann durch die Leitung b.

Der Widerstand (3) ist veränderlich, und so kann man beliebige Maxima und Minima der Stromstärke einstellen, so dass man immer die gewünschte Differenz erhalten kann.

2. Identifizierung der hergestellten Legierungen

Nach der Herstellung jeder Legierung wurden Pulveraufnahmen von Feilspänen gemacht, um festzustellen, ob die gewünschten Phasen auch vorliegen. Diese Röntgenaufnahmen der Cu-Sn- und Cu-Zn-Legierungen sind auf den folgenden Seiten schematisch wiedergegeben.

Die jeder Legierung entsprechende Zusammensetzung, der Schmelzpunkt usw. sind in Tabelle I aufgeführt.

Tabelle I

Legierungen für Härtemessungen

1. Metall	2. Metall	Gew. % des 2. Metalls	Atom %	Elektronen- konzentration	Phase	Schmp. (° C)
Cu	Sn	0	0	1.0	Cu	1083
		10	5.6	1.17	α	840
		36	23.1	1.69	γ	720
		38	24.7	1.74	ε	675 ⁺⁾
		100	100	4.00	Sn	232
Cu	Zn	0	0	1.0	Cu	1083
		23	22.5	1.23	α	964
		49	48.3	1.48	β	870
		62	61.3	1.61	γ (I)	818
		65	64.4	1.64	γ (II)	794
		86	85.7	1.86	ε	463
		99.5	99.5	1.995	η	420
		100	100	2.0	Zn	419

⁺⁾ Bei 675°C geht die ε - in die γ -Phase über.

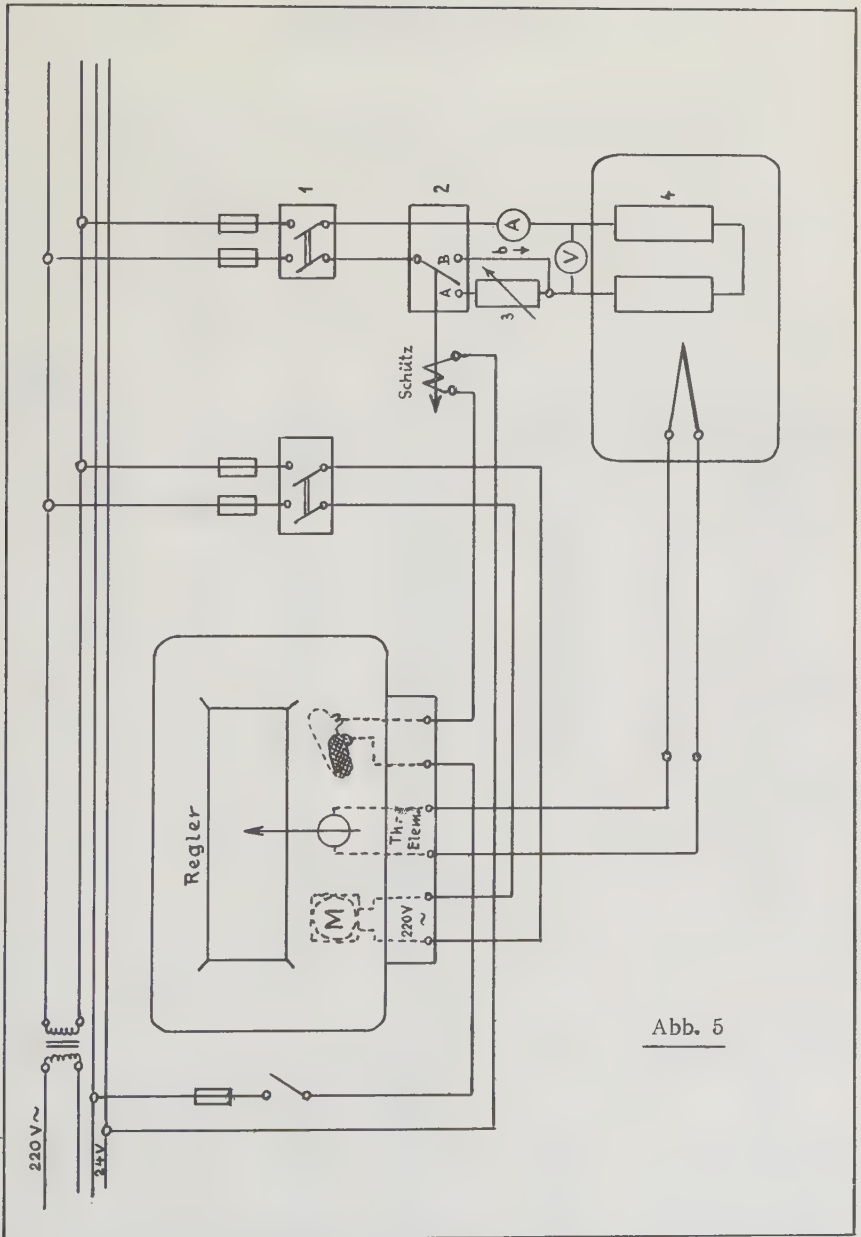
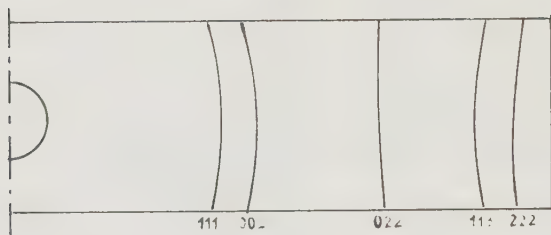


Abb. 5

a) Cu-Sn-Legierungen

α -Phase



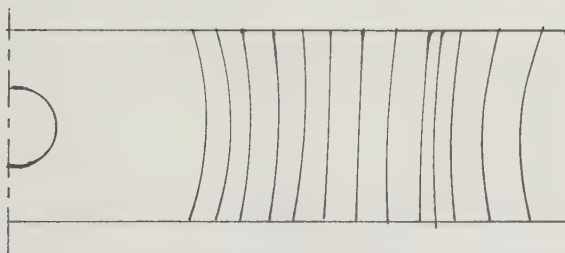
Intensität geschätzt	2r (mm)	ϑ°	$\sin^2 \vartheta$	$\frac{\sin^2 \vartheta_i}{\sin^2 \vartheta_1}$	h k l
s. st.	54.7	27.35	0.2111	1	(111)
m.	64.0	32.00	0.2808	1.33	(002)
st.	96.7	48.35	0.5583	2.64	(022)
s. st.	122.6	61.30	0.7694	3.64	(113)
st.	132.2	66.10	0.8359	3.96	(222)

Die Phase ist kubisch flächenzentriert.

$$\underline{a = 3.66 \text{ \AA}^{+})}$$

⁺⁾ beträgt 1.934 Å, da für die Aufnahmen eine Eisenröhre benutzt wurde.

γ -Phase (Lit. 16, 17)

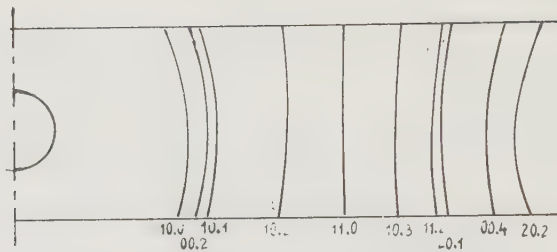


Intensität geschätzt	2r (mm)	ϑ°	$\sin^2 \vartheta$	$h^2 + k^2 + l^2$	h k l
s.	48.0	24.00	0.1654	14	(321)
s. st.	54.3	27.15	0.2082	18	(330)
					(411)
m.	55.2	27.60	0.2146	20	(420)
s. s.	60.4	30.20	0.2530	22	(332)
s. s.	63.7	31.85	0.2785	24	(422)
s. s.	66.8	33.40	0.3030	26	(510) (431)
s.	74.2	37.10	0.3639	32	(440)
m.	80.4	40.20	0.4166	36	(600) (442)
m.	89.2	44.60	0.4895	42	(541)
s.	96.3	48.15	0.5549	48	(444)
s. s.	99.0	49.50	0.5782	50	(710) (543) (550)
m.	102.5	51.25	0.6082		
st.	104.4	52.20	0.6243	54	(633) (721) (552)
s. s.	107.7	53.85	0.6520		
s.	112.4	56.20	0.6905	58	(730)
s. s.	114.0	57.00	0.7034	62	(732) (651)
st.	121.9	60.95	0.7642	66	(811) (741) (554)
m.	131.8	65.90	0.8333	72	(822) (660)

Das Gitter ist

$$a = 8.95 \text{ \AA}$$

ϵ -Phase



Intensität geschätzt	$2r$ (mm)	ϑ°	$\sin \vartheta$	$\sin^2 \vartheta$	$h\ k\ l$
m.	48.1	24.05	0.4075	0.1661	(10.0)
st.	53.3	26.65	0.4485	0.1998	(00.2)
s. st.	55.4	27.70	0.4648	0.2161	(10.1)
m.	74.3	37.15	0.6039	0.3647	(10.2)
m.	89.0	44.50	0.7009	0.4913	(11.0)
st.	103.0	51.50	0.7826	0.6125	(10.3)
st.	112.2	56.10	0.8300	0.6889	(11.2)
m.	114.0	57.00	0.8387	0.7034	(20.1)
m.	126.3	63.15	0.8922	0.7960	(00.4)
m.	135.1	67.55	0.9242	0.8542	(20.2)
m.	157.7	78.85	0.9811	0.9626	(10.4)

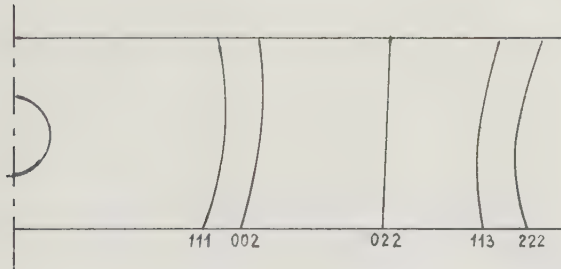
Das Gitter ist hexagonal.

$$\underline{c/a = 1.57}$$

$$\underline{a = 2.76 \text{ \AA}}$$

b) Cu-Zn-Legierungen

α -Phase

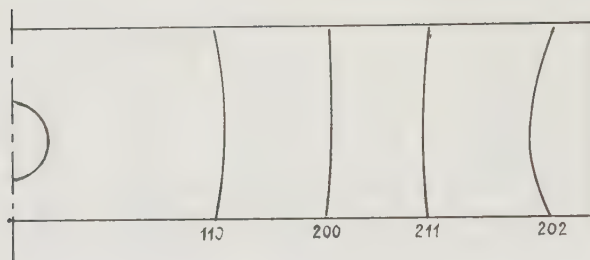


Intensität geschätzt	2θ (mm)	ϑ°	$\sin^2 \vartheta$	$\frac{\sin^2 \vartheta_i}{\sin^2 \vartheta_1}$	h k l
s. st.	55.3	27.65	0.2154	1	(111)
st.	64.4	32.20	0.2840	1.36	(002)
st.	97.2	48.60	0.5627	2.61	(022)
s. st.	122.7	61.35	0.7701	3.57	(113)
st.	133.0	66.50	0.8410	3.90	(222)

Das Gitter ist kubisch flächenzentriert.

$$\underline{a = 3.64 \text{ \AA}}$$

β -Phase

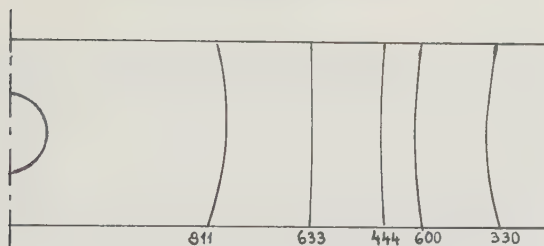


Intensität geschätzt	2 r (mm)	ϑ°	$\sin^2 \vartheta$	$\frac{\sin^2 \vartheta_i}{\sin^2 \vartheta_1}$	h k l
st.	56.0	28.00	0.2204	1	(110)
m.	82.65	41.325	0.4360	1.98	(200)
s. st.	107.45	53.725	0.6499	2.95	(211)
s. st.	136.30	68.15	0.8615	3.91	(202)

Das Gitter ist kubisch raumzentriert.

$$\underline{a = 2.945 \text{ \AA}}$$

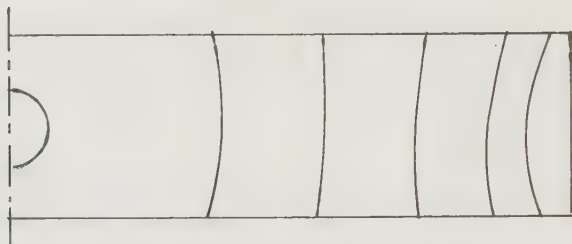
γ -Phase (I) (Lit. 16, 17)



Intensität geschätzt	$2r$ (mm)	ϑ°	$\sin^2 \vartheta$	$h^2 + k^2 + l^2$	$h\ k\ l$
s. st.	56.3	28.15	0.2226	18	(330) (411)
m.	82.8	41.40	0.4373	36	(600) (442)
s.	98.3	49.15	0.5722	48	(444)
st.	107.9	53.95	0.6537	54	(633) (721) (552)
st.	125.8	62.90	0.7925	66	(811) (741) (554)

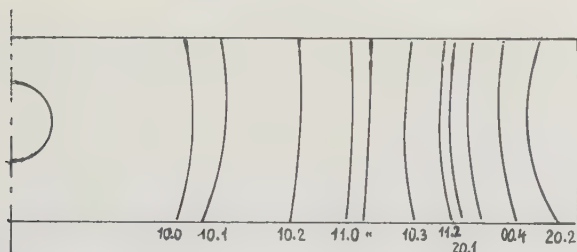
$a = 8.85 \text{ \AA}$

γ -Phase (II) (Lit. 16, 17)



Intensität geschätzt	2 r (mm)	ϑ°	$\sin^2 \vartheta$	$h^2 + k^2 + l^2$	h k l
s. st.	55.8	27.90	0.2190	18	(330) (411)
m.	82.3	41.15	0.4330	36	(600) (442)
s. s.	96.2	48.10	0.5540	46	(631)
s.	98.6	49.30	0.5748	48	(444)
s. s.	101.3	50.65	0.5928	50	(710) (543) (550)
s. st.	107.0	53.50	0.6462	54	(633) (721) (552)
s. s.	119.0	59.50	0.7424	62	(332) (651)
st.	125.2	62.60	0.7882	66	(811) (741) (554)
m.	135.7	67.85	0.8579	72	(822) (660)

ϵ -Phase

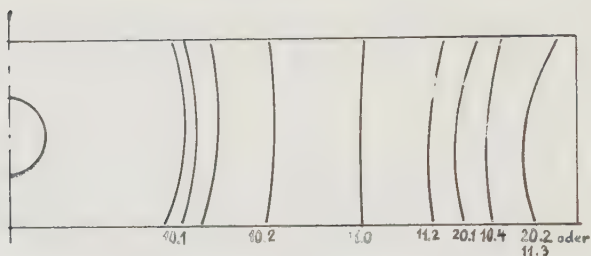


Intensität geschätzt	$2r$ (mm)	ϑ°	$\sin \vartheta$	$\sin^2 \vartheta$	$h\ k\ l$
s. s.	48.4	24.20	0.4099	0.1680	(10.0)
s.	54.1	27.05	0.4548	0.2068	(00.2)
s. st.	55.9	27.95	0.4687	0.2197	(10.1)
m.	75.1	37.55	0.6095	0.3714	(10.2)
m.	89.6	44.80	0.7046	0.4965	(11.0)
st.	104.7	52.35	0.7918	0.6269	(10.3)
st.	113.5	56.75	0.8363	0.6994	(11.2)
st.	114.9	57.45	0.8429	0.7105	(20.1)
s. s.	130.2	65.10	0.9070	0.8227	(00.4)
s. s.	136.2	68.10	0.9278	0.8609	(20.2)

Das Gitter ist hexagonal.

$$\frac{c/a = 1.56}{a = 2.76 \text{ \AA}}$$

η -Phase ⁺⁾



Intensität geschätzt	2r (mm)	ϑ°	$\sin \vartheta$	$\sin^2 \vartheta$	h k l
s. st.	55.7	27.85	0.4671	0.2182	(10.1)
m.	70.6	35.30	0.5781	0.3339	(10.2)
st.	92.8	46.40	0.7243	0.5244	(10.3)
st.	93.7	46.85	0.7296	0.5322	(11.0)
st.	111.8	55.90	0.8281	0.6857	(11.2)
st.	119.3	59.65	0.8630	0.7447	(20.1)
s. s.	126.0	63.00	0.8910	0.7939	(10.4)
m.	135.8	67.90	0.9266	0.8585	(11.3) oder (20.2)

Das Gitter ist hexagonal.

$$\underline{c/a = 1.86}$$

$$\underline{a = 2.65 \text{ \AA}}$$

⁺⁾ Bei den Cu-Zn-Legierungen sind auch chemische Analysen gemacht, die bestätigt haben, dass die Zusammensetzung sich innerhalb der gewünschten Grenzen befand.

II. Versuchsmethodik

1. Härteprüfer

Die experimentelle Anordnung zur Messung der Härte in Abhängigkeit von der Temperatur ist in Abb. 7 dargestellt. Die Messungen wurden mit Hilfe eines Härteprüfers (Abb. 7) - Carl Franck u. Co., Mannheim - durchgeführt.

Zum Anheizen wurde eine Heizvorrichtung (Abb. 7 und 8) daraufmontiert, die unter Stickstoffstrom arbeitete. Sie besteht aus einem elektrisch geheizten Ofen (12), der für die Wärmeisolierung von einem Keramikgehäuse umgeben ist. Dieses befindet sich in einem Blechzylinder, der durch Rückstrahlung den Wärmeverlust verringert. Ein eisernes Gehäuse umgibt wiederum den Blechzylinder. Der Stickstoff strömt durch die Öffnung (10) in den Ofen. Durch die Öffnung (9) gehen die Heizkörperdrähte heraus. Ein auswechselbarer Halter (6) für die Brinellkugel erlaubt die Benutzung der jedesmal nötigen Kugel. Durch die Öffnung (2) geht ein Thermoelement zum Heizkörper, das an einen Regler angeschlossen ist. Dadurch kann man die Temperatur des Ofens regeln und somit auch die des Probestückes (7) trotz der bestehenden Temperaturdifferenz. In dem Ofen befindet sich in einem Hohlzylinder ein Stahltisch, der die Bohrung (4) trägt, in der sich das Thermoelement (4 - 5) zur Temperaturbestimmung des Probestückes befindet. In einem Schlitz auf der Tischfläche bewegt sich horizontal mit Hilfe der Spindel (8) ein Stahlplättchen (Abb. 6), das ein Zahnradplättchen (auch Abb. 8, 1a) mit sich führt.

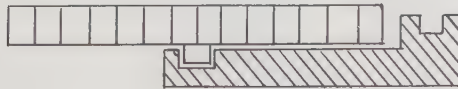


Abb. 6

Dieses Zahnrad liegt derart auf dem Tisch, dass seine horizontale Bewegung schon durch die Spindel (8, Abb. 8) bestimmt wird, es aber unabhängig von ihr eine Kreisbewegung ausführen kann (Abb. 6). Diese Kreisbewegung wird durch die Spindel (1b) mit Hilfe des Griffes (3) reguliert. Auf dem Zahnrad ist das Probestück (7) an einem Zapfen befestigt, das somit sowohl eine Kreis- als auch eine horizontale Bewegung ausführen kann. Durch die Bewegungsvorrichtung kann man viele Messungen auf einem runden Prüfstück ausführen (Abb. 9). Zwischen der Probe (7) (Abb. 8) und dem Thermoelement (5) besteht natürlich,

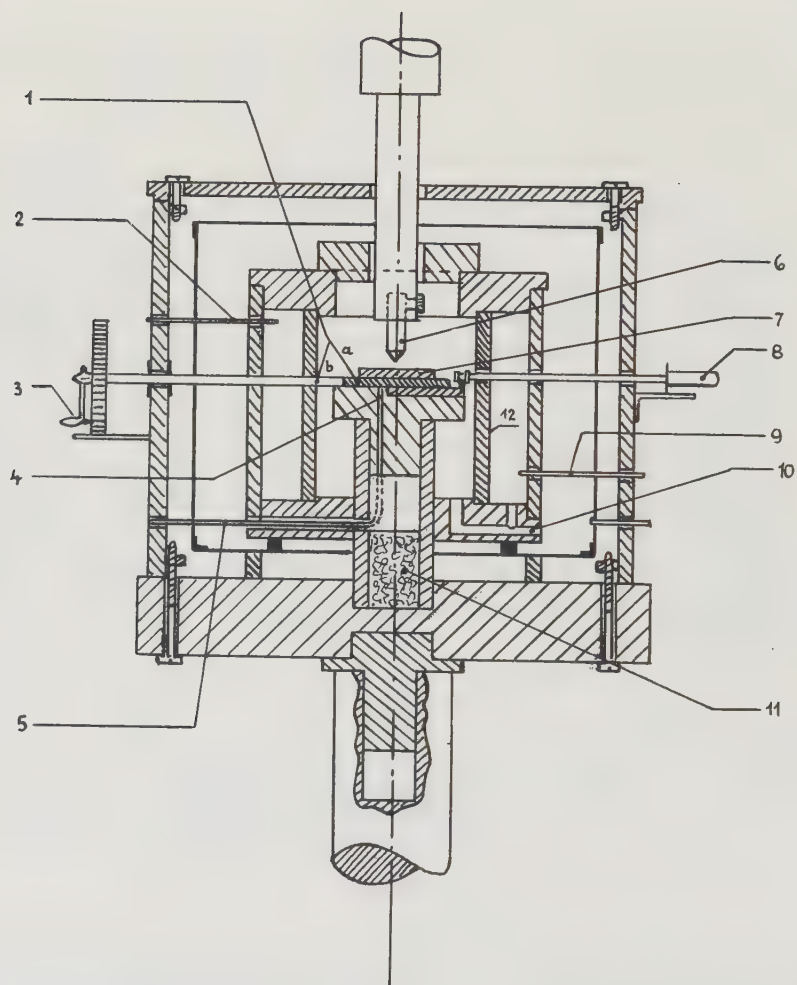


Abb. 8



Abb. 7

**Härteprüfer mit Heizvorrichtung und
Stickstoffleitung**

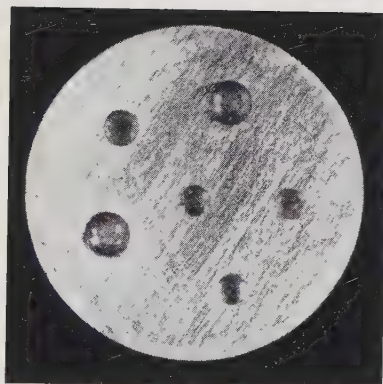


Abb. 9
Prüfstück mit Kugeleindrücken
zur Bestimmung der Härte

da sich das Zahnrad dazwischen befindet, ein Temperaturunterschied von höchstens 10°C , auch dann, wenn sich das Gleichgewicht eingestellt hat. Diese Differenz wurde auch bei der Eichung des Thermoelements berücksichtigt.

Die Vorrichtung im Inneren des Ofens war bei hohen Temperaturen gegen Zunder sehr empfindlich. Über $500 - 600^{\circ}\text{C}$ konnte das Probestück gar nicht mehr bewegt werden, und so konnte man über die genannte Temperatur hinaus praktisch nicht messen. Unter solchen Umständen ist das System Cu-Sn gemessen worden. Bei Berücksichtigung auch der Herstellungsart der Cu-Sn-Legierungen (s. S. 2) ist die verhältnismässig grosse Streuung (s. S. 25) dieser Messungen zu verstehen. Durch Graphit-Schmierung wurde endlich erreicht, dass der Messvorgang nunmehr auch bei höheren Temperaturen einwandfrei verlief. So ist das System Cu-Zn gemessen worden.

Die Regelung der Temperatur in der Heizvorrichtung des Härteprüfers erfolgte nach derselben Anordnung, wie sie in dem Schaltschema (S. 5) zur Herstellung der Legierungen zu sehen ist. Anstelle des Schmelzofens ist natürlich der Ofen des Härteprüfers zu setzen. Das Thermoelement zur Regelung der Temperatur befand sich sehr nahe an dem Heizdraht des Ofens, um Trägheitserscheinungen zu vermeiden.

2. Gasreinigung

Durch den Heizofen wurde, wie schon erwähnt, Stickstoff geleitet, der als inertes Gas die einwandfreie Funktion des Ofens erlaubte und die Oxydation der Prüfstücke verhinderte. Er wurde durch ein mit Kupferspänen gefülltes Glasrohr (Abb. 10, 1) geleitet, um von dem enthaltenen Sauerstoff gereinigt zu werden. Anschliessend werden zurückgebliebene Sauerstoffreste mit Hilfe von Pyrogallol-Lösung (2) bei 20°C (Pyrogallol-Lösung: 250 g KOH, 50 g Pyrogallol, 100 ml Wasser) zum grössten Teil entfernt. Diese Pyrogallol-Lösung ist sehr empfindlich und musste deswegen alle 5-8 Tage neu hergestellt werden. Die Feuchtigkeit wurde dem Gas durch CaCl_2 (3) entzogen, und mit Hilfe eines Strömungsmessers (4) konnte man den Stickstoffstrom regulieren.

Das im Glasrohr (1) entstandene Kupferoxyd wurde nach jeder Messung im Wasserstoffstrom reduziert.



Abb. 10

3. Messung der Härte

Die geschliffene Probe wurde in dem Heizofen auf $40 - 50^{\circ}\text{C}$ unter dem Schmelzpunkt erhitzt und die Härte bei fallender Temperatur gemessen. Nach Einstellung des Temperaturgleichgewichts bei der gewünschten Temperatur wurde in den Härteprüfer (Abb. 7) das nötige Gewicht gelegt und in dem Halter (6, Abb. 8) die geeignete Brinellkugel befestigt. Mit Hilfe des Griffes (Abb. 7) wurde die Brinellkugel mit dem erwähnten Gewicht belastet und nach Einstellung des Gleichgewichtes (s. unten, Brinellhärte) mit Hilfe desselben Griffes entlastet. Anschliessend wurde durch die Bewegungsvorrichtung (s. S. 15 unten) das Probestück auf eine andere Stelle gestellt. Man liess die Temperatur fallen, und nach Erreichung des neuen Temperaturgleichgewichts konnte die zweite Messung durchgeführt werden.

Der Abstand zwischen zwei nebeneinanderliegenden Eindrücken war immer grösser als

$$2,5 d ,$$

wobei d der Eindruckdurchmesser ist, damit die zweite Messung durch die von

der ersten Messung hervorgerufene Verformung nicht beeinflusst wird (Lit. 4). Aus demselben Grund wurden die Eindrücke in $> 2 d$ mm Abstand vom Rande der Probe gemacht.

4. Brinellhärte

Die Härtemessung ist nach Brinell vorgenommen worden, indem eine Kugel mit einer bestimmten Kraft in ein Probeplättchen aus der zu untersuchenden Legierung eingedrückt wurde. Nach Entfernung des Gewichtes wurde der Eindruck im Mikroskop gemessen. Die Brinellhärte (H) wird durch folgende Beziehung errechnet :

$$H = \frac{2P}{\pi D^2 \left[1 - \sqrt{1 - \left(\frac{d}{D} \right)^2} \right]}$$

wobei P = Belastungsgewicht in kg,

D = Kugeldurchmesser in mm

und d = Eindruckdurchmesser in mm

Die Brinellhärte bekommt man dann in kg/mm^2 .

Das Ergebnis ist ein Quotient aus der angewandten Kraft zu der durch die eingedrungene Kugel entstandene Fläche auf der Oberfläche des Probeplättchens. Die Härtemessung ist nicht reproduzierbar für beliebige Kugelbelastungen und Kugeldurchmesser. Wir können aber reproduzierbare Werte erhalten, wenn das Verhältnis d/D innerhalb gewisser Grenzen gehalten wird, und zwar soll

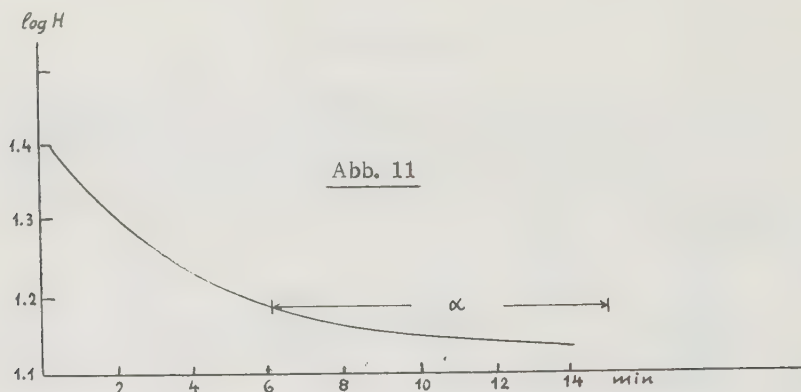
$$0.3 \leq \frac{d}{D} \leq 0.6 \quad (\text{Lit. 4})$$

sein. Durch Einhaltung dieses Verhältnisses kann die Inhomogenität der Scherspannungen im Material gering gehalten werden.

Die Tatsache, dass die Härtemessung bei höheren Temperaturen als $0.43 T_g$ erfolgt (Lit. 5), macht den Fehler, der durch die Verfestigungsarbeit entsteht, vernachlässigbar klein. Obiger Fehler wird nämlich bei diesen Temperaturen durch die Rekristallisation beseitigt.

Eine weitere Tatsache, die auf die Reproduzierbarkeit der Messergebnisse einen Einfluss hat, ist das sogenannte plastic after flow (Lit. 1).

Frühere Messungen (Lit. 1) ergaben, dass die Eindringungsdauer die Messung auf folgende Weise beeinflusst:



Aus dieser Kurve kann man ersehen, dass kleine Zeitdifferenzen bis zu 10 Minuten eine Differenz des Härtevalues als Ergebnis haben. Diese Tatsache wurde auch als Geschwindigkeitsänderung beobachtet, und zwar war am Anfang der Messung die Eindringungsgeschwindigkeit viel grösser als am Ende.

Durch den verwendeten Apparat konnte das Ende der Eindringung festgestellt und ausserdem die ungefähre Geschwindigkeitsänderung der Eindringung beobachtet werden. Die Druckkugel wurde sofort nach Eintreten des angenäherten Stillstandes vollkommen entlastet. Auf diese Weise wurde die Reproduzierbarkeit viel besser, weil wir im Gebiet des asymptotischen Astes der Kurve (Abb. 11) arbeiteten. Bei Temperaturen, in welchen die Härte zu klein war, schwankte die Eindringungsdauer allerdings zwischen 20 und 30 Minuten.

C. Arbeitsergebnisse und Schlussfolgerungen

I. Arbeitsergebnisse

1a. Ergebnisse der Cu-Sn-Härtemessungen

Auf Grund der durchgeführten Messungen sind in Tabelle II die den verschiedenen Temperaturen (T in $^{\circ}\text{K}$) entsprechenden Härten (in kg/mm^2) für die reinen Metalle Cu und Sn, sowie auch für die Phasen α , γ und ϵ des Systems Cu-Sn angegeben.

Tabelle II Härten der Cu-Sn-Legierungen bei verschiedenen Temperaturen

T (°K)	kg/mm ²				
	Cu	α	γ	ε	Sn
1028	5.70	-	-	-	-
1008	-	8.45	-	-	-
991	9.10	-	-	-	-
963	-	10.2	-	-	-
944	-	-	5.3	-	-
918	9.75	-	-	-	-
911	-	20.35	-	-	-
876	12.85	-	-	-	-
868	-	-	-	6.00	-
865	-	-	10.55	-	-
853	-	23.2	-	-	-
815	-	-	-	7.70	-
811	-	66.0	-	-	-
777	-	-	-	8.70	-
776	-	-	26.25	-	-
751	-	65.2	-	-	-
736	-	60.3	-	-	-
729	15.50	-	-	-	-
728	-	-	-	10.60	-
686	-	-	-	19.25	-
680	18.10	-	-	-	-
625	18.85	-	-	-	-
572	19.55	-	-	-	-
558	-	60.3	-	-	-
528	25.50	-	-	-	-
504	-	75.5	-	-	-
485	-	82.0	-	-	-
466	-	-	-	-	1.08
446	-	-	-	-	1.22
431	-	70.0	-	-	-
423	-	-	-	-	1.26
373	-	73.5	-	-	-
361	-	-	-	-	3.15
336	-	-	-	-	3.85
293	-	-	420.0	-	-

Die den verschiedenen Phasen entsprechenden Zusammensetzungen und Schmelzpunkte stehen in Tabelle I (S. 4).

1b. Ergebnisse der Cu-Zn-Härtemessungen

Die Ergebnisse der Härtemessungen bei verschiedenen Temperaturen für die Metalle Cu und Zn und die α -, β -, γ -, ϵ -, und η -Phasen sind in Tabelle III angegeben.

Tabelle III Härten der Cu-Zn-Legierungen bei verschiedenen Temperaturen

T (°K)	kg/mm ²							
	Cu	α	β	γ^1		ϵ	η	Zn
				I	II			
1058	7.08	-	-	1.16	-	-	-	-
1049	-	-	0.41	-	-	-	-	-
1041	-	5.02	-	-	-	-	-	-
1026	9.84	5.95	-	-	-	-	-	-
1025	-	-	-	-	1.00	-	-	-
994	-	-	-	1.28	-	-	-	-
986	-	-	-	-	1.23	-	-	-
977	-	6.29	-	-	-	-	-	-
973	10.49	-	-	-	-	-	-	-
949	-	-	0.46	-	-	-	-	-
945	-	-	-	-	2.04	-	-	-
937	-	-	-	2.12	-	-	-	-
926	14.12	-	-	-	-	-	-	-
923	-	10.58	-	-	-	-	-	-
898	-	-	-	-	2.22	-	-	-
889	-	-	-	3.39	-	-	-	-
874	-	11.73	-	-	-	-	-	-
873	-	-	0.48	-	-	-	-	-
871	16.70	-	-	-	-	-	-	-
846	-	-	-	-	3.78	-	-	-
845	-	-	-	4.90	-	-	-	-
828	-	-	0.52	-	-	-	-	-
826	23.13	-	-	-	-	-	-	-
817	-	19.50	-	-	-	-	-	-
799	-	-	-	10.76	-	-	-	-
794	-	-	-	-	7.07	-	-	-
776	23.46	-	-	-	-	-	-	-
775	-	33.80	-	-	-	-	-	-
773	-	-	0.59	-	-	-	-	-

Tabelle III (Fortsetzung)

T (°K)	kg/mm ²							
	Cu	α	β	γ^1		ϵ	η	Zn
				I	II			
741	-	-	-	66.00	25.42	-	-	-
727	-	41.83	-	-	-	-	-	-
718	-	-	2.76	-	-	-	-	-
717	28.22	-	-	-	-	-	-	-
695	-	-	-	-	-	1.06	-	-
678	31.90	-	-	-	-	-	-	-
675	-	-	7.67	-	-	-	-	-
674	-	41.30	-	-	-	-	-	-
669	-	-	-	-	126.0	-	-	-
665	-	-	-	-	-	2.29	-	-
660	-	-	-	-	-	-	0.97	-
657	-	-	-	-	-	-	-	0.98
653	-	-	-	237.7	-	-	-	-
632	-	-	-	-	-	5.96	-	-
623	32.80	-	18.17	-	-	-	-	-
622	-	45.00	-	-	-	-	-	-
608	-	-	-	-	-	-	1.92	2.22
598	-	-	-	-	261.5	-	-	-
594	-	-	-	301.5	-	-	-	-
582	-	-	-	-	-	19.0	-	-
577	-	46.00	-	-	-	-	-	-
574	-	-	30.30	-	-	-	-	3.02
573	37.20	-	-	-	-	-	-	-
571	-	-	-	-	-	-	2.90	-
529	-	-	-	-	-	36.5	-	-
526	-	-	-	-	313.0	-	-	11.64
524	-	-	-	312.5	-	-	-	-
523	-	44.80	-	-	-	-	-	-
522	37.60	-	-	-	-	-	-	-
521	-	-	62.00	-	-	-	11.64	-
475	39.60	-	-	-	-	-	-	-
434	41.00	-	-	-	-	-	-	-
316	-	-	-	-	-	-	-	24.80
293	48.50	48.80	111.0	-	424.0	78.2	-	-
291	-	-	-	-	-	-	33.20	-

Die Abbildungen 12, 13, 14 und 15 stellen einige Proben mit den Kugleindrücken dar.

Anmerkung zu den Härtemessungen.

Die γ -Phasen brechen meistens bei der Messung bei gewöhnlicher Temperatur infolge ihrer Sprödigkeit unter dem grossen Belastungsgewicht entzwei. So konnte z. B. die γ_1 -Phase des Systems Cu-Sn nicht bei Zimmertemperatur gemessen werden. Bei grossem Belastungsgewicht zerbrach das Probestück, bei kleinerem Belastungsgewicht war der Eindruck so klein und undeutlich, dass er sich weit ausserhalb der erlaubten Grenze befand.

Graphische Darstellung der Ergebnisse.

Auf den Seiten 25 und 26 sind die gefundenen Härtewerte für das System Cu-Sn bzw. Cu-Zn in Abhängigkeit von dem reziproken Wert der absoluten Temperatur graphisch dargestellt (Ordinate = $\log H$, Abszisse = $10^3/T$).

Die grösseren Kreise mit dem Punkt in der Mitte am unteren Ende der Verlängerung jeder Kurve bedeuten den Schmelzpunkt der entsprechenden Legierung.

II. Bemerkungen

Nach Gleichung (1) (S. 1)

$$\ln H = \ln A + E/R \cdot 1/T \quad (1)$$

müsste die Kurve eine Gerade sein. Da aber zwei Aktivierungsenergien E_1 und E_2 vorliegen, wird der Verlauf über grössere Intervalle wiedergegeben durch

$$\ln H = \ln A + E_1/R \cdot 1/T + E_2/R \cdot 1/T .$$

Da aber bei hohen Temperaturen E_1 im Vergleich zu E_2 vernachlässigbar klein ist, und E_2 bei niedrigen Temperaturen eine untergeordnete Rolle spielt (s. S. 31) gilt dann bei tiefen Temperaturen die Gleichung

$$\ln H = \ln A_1 + E_1/R \cdot 1/T \quad (2)$$

und bei hohen Temperaturen

$$\ln H = \ln A_2 + E_2/R \cdot 1/T . \quad (3)$$

Demnach müssen die Kurven aus zwei Geraden bestehen, von denen die eine die Neigung E_1/R , die andere die Neigung E_2/R hat. Das ist auch auf den Abb. 16 und 17 (Seite 25 und 26) deutlich zu erkennen.

Beim Betrachten der Kurven stellt man fest, dass die Geraden, die der Gleichung (3) entsprechen, viel steiler sind, als diejenigen, die der Gleichung (2) entsprechen.

Einige Probestücke mit Kugeleindrücken

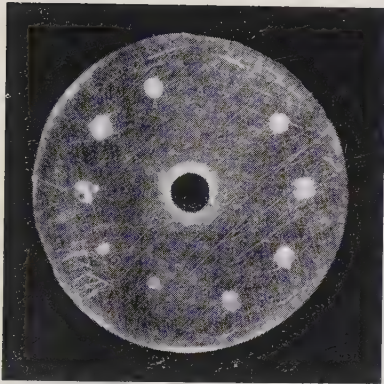


Abb. 12
100 % Cu

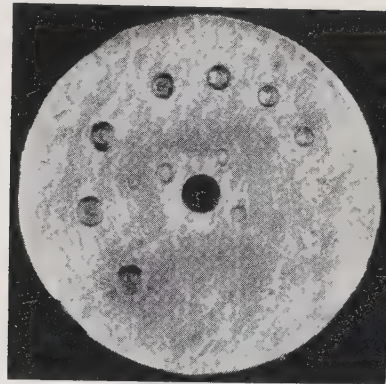


Abb. 13
 α -Phase
68 % Cu; 32 % Zn



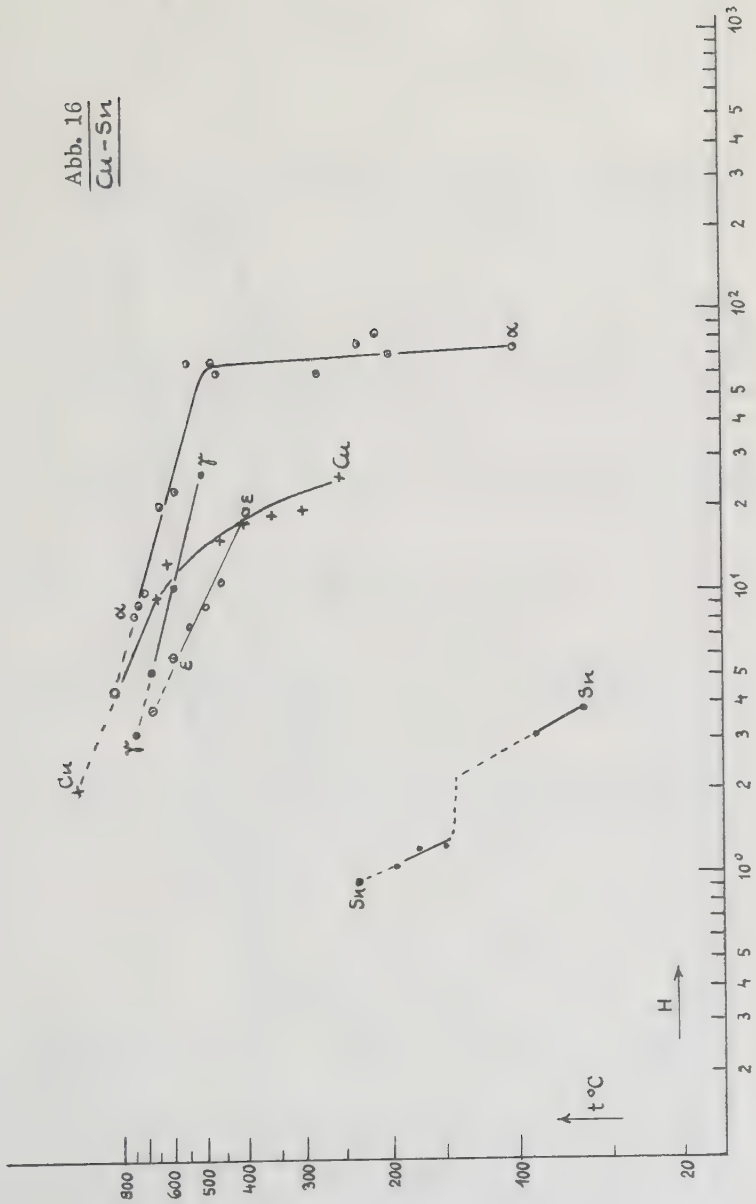
Abb. 14
 γ -Phase
35 % Cu; 65 % Zn

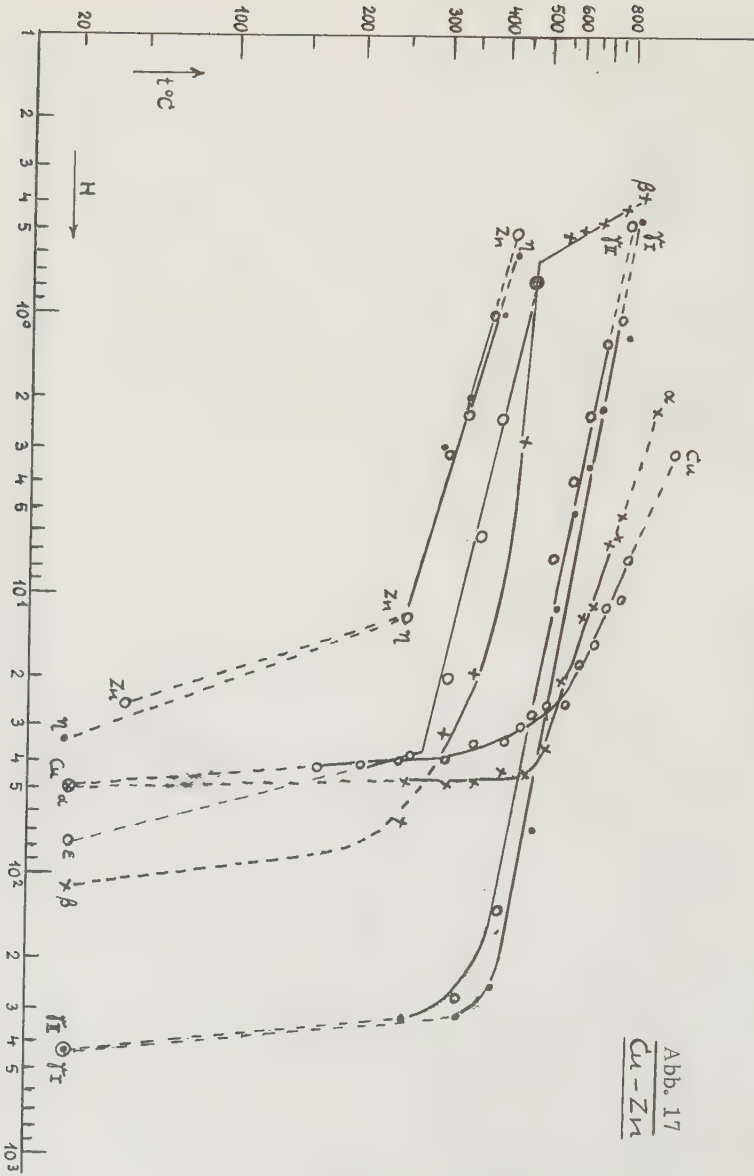


Abb. 15
 ϵ -Phase
14 % Cu; 86 % Zn



Abb. 16
Cu-Sn





Also ist

$$E_2 > E_1 .$$

Der Knick, also der Schnittpunkt der beiden Geraden tritt bei ca. $\frac{2}{3}$ des absoluten Schmelzpunktes ein.

Bei Zimmertemperatur wächst die Härte von der α - zur γ -Phase hin, wo sie auch ihr Maximum erreicht, um bei der ε - und η -Phase wieder zu fallen. Die reinen Metalle besitzen bei Zimmertemperatur auch eine verhältnismässig kleine Härte.

Man beobachtet ferner, dass die Neigung in den tiefen Temperaturen bei den weichen Phasen (ε , η) grösser als bei den harten Phasen (α , β , γ) ist. Die Neigung bei den hohen Temperaturen dagegen ist in der α -Phase gross, in der β -Phase kleiner, erreicht das Maximum bei der γ -Phase, und von da an nimmt sie wieder zur ε - und η -Phase hin ab.

Beim Cu-Zn-System sind zwei γ -Phasen (γ_I und γ_{II}) mit verschiedener Zusammensetzung (Tabelle I, Seite 4) gemessen worden. γ_I hat eine grössere Neigung als γ_{II} .

Man beobachtet weiter, dass alle Phasen beim Schmelzpunkt eine Härte um eine Brinelleinheit herum besitzen.

Ferner sieht man an allen Kurven eine Änderung der Neigung bei allen Umwandlungspunkten der Kristallstruktur, die im Zustandsdiagramm erscheinen (Tabelle IV).

Tabelle IV Umwandlungstemperaturen der Cu-Sn- und Cu-Zn-Legierungen

System	Umwandlungs- temperatur °C	Phase	Übergang
Cu-Sn ^{1 2}	345	α	$\alpha \rightarrow \alpha + \varepsilon$
Sn	161	Sn	$\alpha \text{ Sn} \rightarrow \beta \text{ Sn}$
Cu-Zn ^{1 2}	465	β	$\beta \rightarrow \beta'$

Bei der α -Kurve des Systems Cu-Sn tritt wahrscheinlich die Umwandlung als eine grössere Streuung auf. Die β' -Phase besteht bei den niedrigen Temperaturen und ist eine sogenannte β -Überstruktur. Bei den Überstrukturen kann die ganze Kristallstruktur nicht durch Translation der raumzentrierten Elementar-

zelle aufgebaut werden (Lit. 11), sondern bildet sich durch Translation einer grösseren Zelle, die dadurch entsteht, dass man die Kante der Elementarzelle mit 2 multipliziert.

III. Diskussion

1. Theorie der Härte

Zur Auswertung der gefundenen Ergebnisse sei hier einiges zur Theorie der Härte erwähnt.

a) Abhängigkeit der Härte von der Temperatur.

Die Härte eines Materials kann als eine Grösse angesehen werden, die eine direkt proportionale Abhängigkeit von den auftretenden Scherspannungen hat (Lit. 4, 15). Aus folgendem Diagramm (Abb. 18) (Lit. 4) kann man leicht ersehen, dass die auf die Druckfläche bezogene Belastung beim Reissen, also die Härte H 2.5- bis 3mal grösser als die Elastizitätsgrenze des Materials ist.

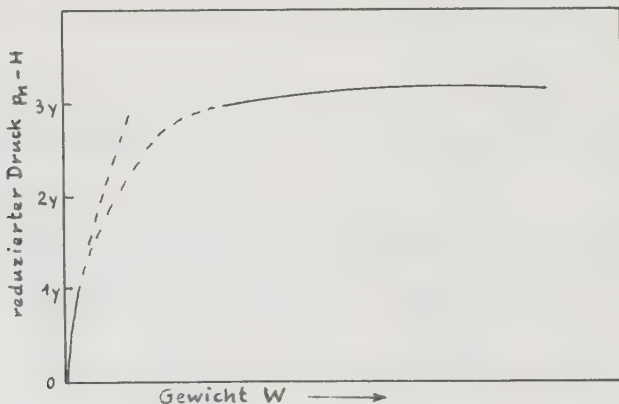


Abb. 18

Es ist aber bekannt, dass auch die kritische Scherspannung σ_k ungefähr 2.5- bis 3mal grösser als die Elastizitätsgrenze ist. Wir können also schreiben

$$H = \sigma_k \quad (3)$$

Wir kommen durch folgende Überlegung auf die Gleichung (1) (Seite 1) :
Dass die Härte eine Exponentialfunktion der Temperatur sei, wurde zuerst von SCHISCHOKIN (Lit. 6, 7) beobachtet. Seine empirische Gleichung lautet:

$$H = a \cdot \exp. -(bt) , \quad (4)$$

wobei t = Temperatur in °C,

b = Konstante.

KOCHENDÖRFER (Lit. 8) hatte folgende Gleichung vorgeschlagen:

$$v = a \cdot \exp - \left(\frac{E(1-\sigma/\sigma_0)^2}{RT} \right) , \quad (5)$$

wobei v = Geschwindigkeit der plastischen Deformation,

σ = die aufgezwungene Spannung,

σ_0 = die kritische Schubspannung, bei 0°K,

a = Konstante,

E = kritische Aktivierungsenergie der plastischen Deformation,

e = die Basis der natürlichen Logarithmen,

R = Gaskonstante

T = die absolute Temperatur bedeuten.

Die Gleichung (5) entspricht aber nicht der Wirklichkeit, da (Lit. 3, 5) σ_0 theoretisch berechnet wurde und von der Grössenordnung 500 kg/mm² ist, d.h. 500- bis 1000mal grösser als der messbare σ_0 -Wert. Die Spannung tritt nun im Exponenten der Gleichung (5) auf. Wegen der Beziehung (4) aber wird die Darstellung

$$v = \sigma a' \exp - \left(\frac{E(1-\sigma/\sigma_0)^2}{RT} \right)$$

vorgezogen, in welcher die Geschwindigkeit v eines Versetzungszentrums proportional der aufgelegten Spannung ist. Wenn

$$\sigma_0 \gg \sigma ,$$

dann ist

$$v = \sigma a' \cdot \exp - (E/RT) .$$

Nach σ aufgelöst, und wenn

$$\sigma = \sigma_k$$

ist, können wir auf Grund obiger Beziehungen auch schreiben:

$$H = \sigma_k = \frac{v_k}{a' \cdot \exp - (E/RT)} = A \cdot \exp(E/RT) ,$$

wobei $A = \frac{v_k}{a'}$ ist.

Oder

$$\ln H = \ln A + E/R \cdot 1/T$$

Wie schon bei Gleichung (5) erwähnt, bedeutet E die kritische Aktivierungsenergie der plastischen Deformation und setzt sich aus zwei Gliedern zusammen, nämlich:

E_1 = kritische Aktivierungsenergie, die hauptsächlich durch Wanderungsenergie gekennzeichnet ist

E_2 = kritische Aktivierungsenergie die hauptsächlich durch Bildungsenergie gekennzeichnet ist.

b) Versetzungslinien (Lit. 5, 3)

Es wird allgemein zugegeben, dass die plastische Deformation durch Translation von Netzebenen erfolgt; z.B. für das flächenzentrierte und das hexagonale Gitter dichtester Kugelpackung ist experimentell bewiesen worden, dass die plastische Deformation durch Gleiten von Ebenen dichtester Packung erfolgt. Wenn wir die Annahme machen, dass die Legierungen aus idealen Kristallen bestehen, dann sind die elastischen Eigenschaften mit denen der Theorie übereinstimmend. Die Kräfte aber, die für die plastische Deformation erforderlich sind, fallen viel kleiner aus, als die durch die Theorie berechneten. Diese Erscheinung erklärt die Theorie der Versetzungen.

Diese Theorie besagt, dass die Translation der Netzebenen an der Grenze der Mosaikblöcke eintritt. Wie bekannt, besteht die Mosaikstruktur aus idealen Kriställchen in Form eines Würfels mit einer Kante von der Grössenordnung 10^{-3} bis 10^{-5} cm, zwischen denen die Kristallstruktur nicht ideal ist. Wir können uns also die Netzebene wie in Abb. 20 vorstellen.

In Abb. 19b und im Punkte A gibt es eine Versetzung, die das Gleiten der Fläche A_1 auf der Fläche A_2 erleichtert. Dagegen stellt die Abb. 19a ein ideales Gitter dar, bei dem dieses Gleiten nicht leicht ist.

Bei der plastischen Deformation treten beide Erscheinungen auf, nämlich Versetzungswanderung und Versetzungsbildung. Wie schon erwähnt, setzt sich E aus zwei Gliedern zusammen, der kritischen Energie E_1 , die hauptsächlich durch Wanderungsenergie gekennzeichnet ist und der kritischen Energie E_2 , die hauptsächlich durch Bildungsenergie gekennzeichnet ist. Bei tieferen Temperaturen überwiegt die Wanderung schon vorgebildeter Versetzungen, da E_1 klein und E_2 so gross ist, dass die Bildung neuer Zentren sehr schwer ist. Bei hohen Temperaturen, also bei Temperaturen über $\frac{2}{3} T_s$, wo die Fehlordnung im thermischen Gleichgewicht beginnt und die Atome beweglicher sind, überwiegt die Bildung.

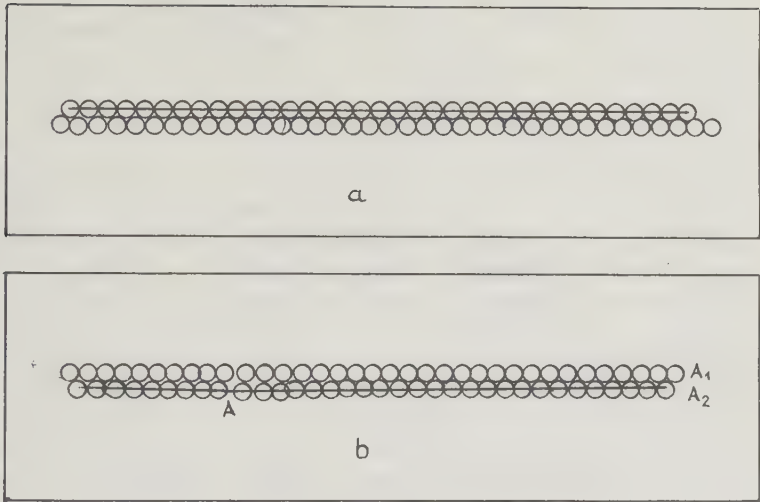


Abb. 19

a) Ideales Gitter

b) nichtideales Gitter, das das Gleiten der Fläche A₁ erlaubt.

2. Schlussfolgerungen auf Grund der Arbeitsergebnisse

Zur Diskussion sind auch die von M. TSIPOURIS (Lit. 19) gefundenen Werte für die Systeme Ag-Zn und Ag-Cd berücksichtigt worden. Die Zusammensetzung und Elektronenkonzentration dieser Legierungen sind in Tabelle V zu finden.

Die Aktivierungsenergie E_1 ist im allgemeinen klein und beeinflusst die Härte sehr wenig. Bei den weichen Metallen beobachtet man bei den tieferen Temperaturen eine grössere Neigung als bei den harten Metallen. Das kommt daher, dass bei den ersten ihre Härte von beiden Mechanismen beeinflusst wird. Wir haben nämlich sowohl Versetzungswanderung als auch Versetzungsbildung, da die weichen Phasen (ϵ , η) im Gegensatz zu den härteren (α , β , γ) mehr in der Lage sind, bei tiefen Temperaturen schon neue Versetzungszentren zu bilden. Je nach dem Einfluss des Mechanismus für Versetzungsbildung bei tiefen Temperaturen, unterscheiden wir also zwei Gruppen von Metallen: diejenigen nämlich, bei denen die Versetzungsbildung eine vernachlässigbar kleine Rolle spielt (harte Phasen) und diejenigen, deren Härte von dem Mechanismus der Versetzungsbildung merklich beeinflusst wird (weiche Phasen).

Tabelle V Untersuchte Legierungen der Systeme Ag-Zn und Ag-Cd

1. Metall	2. Metall	Gew.-% des 2. Metalls	Atom-% Metalls	Elektronen- konzentration	Phase	Schmp. (°C)
Ag	Zn	0	0	1.0	Ag	961
		20	29.2	1.29	α	730
		40	52.4	1.52	β	680
		50	62.3	1.62	γ	660
		71.1	80.2	1.80	ϵ	560
		99.4	99.6	1.996	η	420
		100	100	2.0	Zn	419
Ag	Cd	0	0	1.0	Ag	961
		20	19.3	1.19	α	850
		52	51.0	1.51	β	670
		62	61.0	1.61	γ	620
		75	74.8	1.75	ϵ	500
		98	97.9	1.98	η	325
		100	100	2.0	Cd	321

Wenn man in den Diagrammen (Abb. 20, 21, 22 und 23) der vier Systeme den Verlauf der Kurven E_2 - EC (für die E_2 -Werte, s. Tab. VI, S. 34) und $H_{\text{gew. Temp.}}$ - EC (ϵ -Härte des Cu-Sn-Systems wurde bei Zimmertemperatur nicht gemessen) beobachtet, stellt man fest, dass für jedes System die zwei Kurven E_2 - EC und H - EC einander ähneln, wenn sie auch nicht parallel verlaufen. Man kann also sagen, dass je grösser die Aktivierungsenergie E_2 ist, umso grösser auch die Härte bei Zimmertemperatur ist. (Für die Ausnahme der β -Phase s. u.). Das kann man dadurch erklären, dass die Härte umso grösser ist, je schwerer sich neue Versetzungszentren bilden lassen. Eine starke Ausnahme von dem oben Erwähnten scheinen die β -Phasen zu bilden. Trotz ihrer kleinen Aktivierungsenergie E_2 ist ihre Härte bei gewöhnlicher Temperatur in den drei Systemen gross. (Die β -Phase des Cu-Sn-Systems ist wegen des kleinen Bereichs, den sie einnimmt, nicht gemessen). Alle drei β -Phasen aber erleiden bei fallender Temperatur eine Umwandlung ihrer Kristallstruktur, die in unserem Härte-Temperatur-Diagramm als grosse Härtezunahme auftritt. Beim Cu-Zn-System geht die β -Phase bei 465°C in die β' -Phase über. Dasselbe ist auch beim Ag-Cd der Fall, bei dem die β -Phase über die hexagonale β_1 - in die β' -Phase bei 200°C übergeht. β' -Phasen sind β -Überstrukturen (s. S. 27), die eine viel grössere Aktivierungsenergie E_2 als die entsprechenden β -Phasen aufweisen.

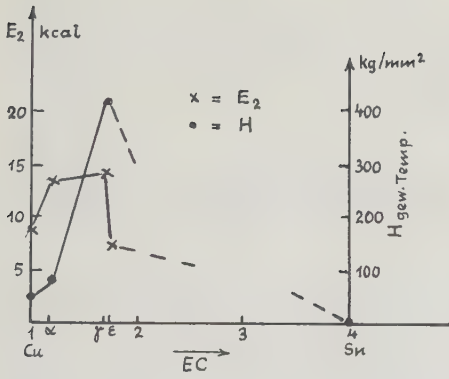


Abb. 20

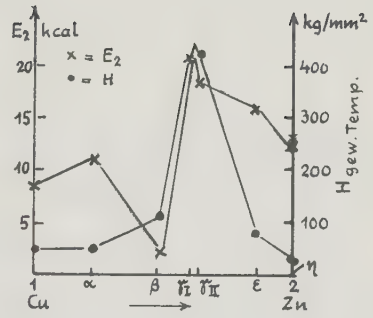


Abb. 21

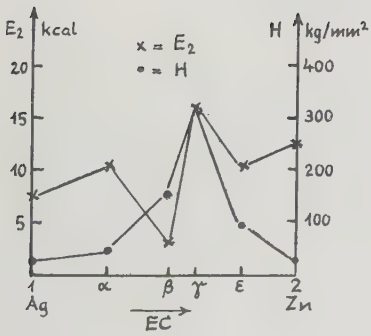


Abb. 22

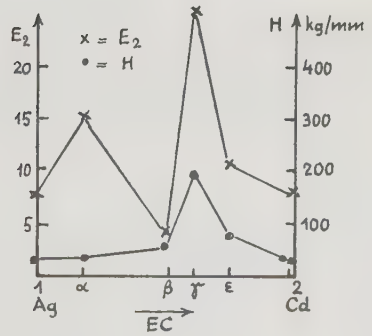


Abb. 23

Beim Ag-Zn-System geht die β -Phase bei 250°C in die ξ -Phase auch unter plötzlicher Härtezunahme über. Die ξ -Phase gehört einem verwickelten hexagonalen System an (Lit. 10). Demnach ist nicht anzunehmen, dass eine direkte Beziehung zwischen der Aktivierungsenergie E_2 der ungeordneten β -Phase und der Härte der entsprechenden β' bzw. ξ -Phase bei gewöhnlicher Temperatur besteht.

Der Schnittpunkt der E_1 - mit der E_2 -Kurve im $\log H - 1/T$ -Diagramm tritt, wie gesagt, bei ungefähr 0,65 T_s auf. Über diese Temperatur hinaus beginnt die Fehlordnung im thermischen Gleichgewicht, und der Mechanismus für Versetzungsbildung tritt in den Vordergrund.

Wenn man die Aktivierungsenergien E_2 auf Grund der Messungen berechnet (Tab. VI), sieht man, dass diese in den γ -Phasen am grössten sind. Das lässt sich auf den Füllungsgrad der Brillouinzone zurückführen. Die γ -Phase (Lit. 17) besitzt ein kubisch raumzentriertes Gitter, dessen Riesenzone 52 Atome hat und durch Multiplikation der Elementarzellen-Kanten mit 3 und durch Abziehen von 2 Atomen von der Riesenzone in geordneter Weise entsteht. Die Brillouinzone dieser Phase steht der Kugelform nahe und ist zu 88,5% (Lit. 18) von der Impuls-kugel ausgefüllt. Man kann daraus schliessen, dass, je gefüllter die Brillouinzone, desto schwerer die Versetzung der Atome und folglich desto grösser die Aktivierungsenergie für Versetzungsbildung ist.

Tabelle VI Berechnete E_2 -Werte

System	Phase									
	Cu	Ag	Sn	Zn	Cd	α	β	γ	ϵ	η
Cu-Sn						13.3	-	14.2	7.3	-
Cu-Zn						11.0	2.2	20.8	16.0	12.0
Ag-Zn						10.4	3.0	16.0	10.2	12.6
Ag-Cd						15.2	4.0	25.4	10.6	7.8
Cu	8.6									
Ag		7.6								
Sn			--							
Zn				12.9						
Cd					8.1					

In dem Cu-Zn-System sind 2 γ -Phasen gemessen. Man beobachtet dabei, dass, je mehr sich die Elektronenkonzentration (Tab. I) der idealen nähert, desto grösser die Aktivierungsenergie E_2 (Tab. VI) ist.

γ_I : EC = 1.61; E_2 = 20.8 kcal γ_{II} : EC = 1.64; E_2 = 18.5 kcal.
Ideale EC der γ -Phase = 1.62 (Lit. 5).

D. Zusammenfassung

Es wurde ein Ofen konstruiert, der auf einen Härteprüfer montiert wurde. Die ganze Vorrichtung diente für Härtemessungen bis 800°C . Es wurden die erforderlichen Massnahmen zur Regelung der Temperatur, sowie für eine inerte Atmosphäre im Inneren des Ofens getroffen, damit keine Oxydationserscheinungen auftreten.

Es wurden die Härten der Hume-Rothery-Phasen der Legierungssysteme Cu-Sn und Cu-Zn alle 50°C gemessen.

Aus diesen Messungen wurde geschlossen, dass

1. die Härte bei gewöhnlicher Temperatur ihr Maximum in der γ -Phase erreicht.
2. die Härte bis zu etwa $\frac{2}{3} T_s$ hauptsächlich durch Versetzungswanderung, darüber hinaus hauptsächlich durch Versetzungsbildung gekennzeichnet ist.
3. ein Zusammenhang zwischen dem Füllungsgrad der Brillouin-Zone und der Aktivierungsenergie für Versetzungsbildung besteht.

D. Literaturzusammenstellung

1. G.-M. Schwab, Some new aspects of the strength of alloys, Trans.Far.Soc.,
No 316, Vol. XLV, Part 4, April 1949.
2. Mott u. Jones, The theory of the properties of metals and alloys
(O. U. P., 1936).
3. W. Hume-Rothery, The structure of metals and alloys, London, 1954.
4. Tabor, The hardness of metals, Oxford, 1951.
5. G. Masing, Lehrbuch der allgemeinen Metallkunde, Berlin 1950.
6. Schischokin, Z. anorg. Chem., 189, 263 (1930).
7. Schischokin u. Agajewa, ibid. 193, 237, (1930).
8. A. Kochendörfer, Plastische Eigenschaften von Kristallen und metallischen
Werkstoffen, Berlin 1941.
9. G.-M. Schwab, Experientia, Vol. II/3, (1946).
10. Hansen, Der Aufbau der Zweistofflegierungen, Berlin 1936.
11. Bruce Chalmers, Progress in metal physics, London 1950.
12. Annotated equilibrium diagrams, The institute of metals, London, 1949.
13. Cohen, et al., Z. phys. Chem., 1913, 1914.
14. Winckler, Plastische Eigenschaften der Kristalle.
15. Tabor, Endeavour, Vol. XIII No. 49 (1954) S. 27.
16. Westgren u. Phragmen, Z. f. Physik, Bd. 16, S. 165 (1923).
17. A. J. Bradley u. J. Thewlis: Proc.Roy.Soc., London, A Bd. 112, S. 678/92
(1926)
18. G.-M. Schwab, Z. f. Elektrochem. u. angew. phys. Chem. Bd. 53, S. 274/78
(1949)
19. M. Tsipouris, Dissertation Universität München 1957.

Lebenslauf

Ich bin im Jahre 1924 in Athen geboren. Mit zwei Jahren verlor ich die Mutter und mit neun den Vater. 1930 habe ich die Grundschule besucht und 1942 meine Ausbildung im Gymnasium abgeschlossen. Mit neunzehn Jahren habe ich die Aufnahmeprüfung in der technischen Universität, Athen, bestanden. Da die Hochschulen wegen der Kriegs- und der darauffolgenden Bürgerkriegszeit mehrere Monate lang geschlossen waren, und wir alle ein Jahr verpasst haben, hatte ich erst mein drittes Studiumjahr hinter mir, als ich im Juli 1947 in die Armee eingezogen wurde. Man hat mich im Dezember 1949 vorübergehend entlassen, um mein Studium abzuschliessen. Im Juni 1950 habe ich mein Examen als Dipl.-Chemie-Ingenieur bestanden und wurde bald darauf wieder eingezogen. Von der Armee wurde ich endgültig im August 1951 entlassen. Im Dezember 1951 habe ich geheiratet und fuhr gleich darauf nach Deutschland, um an der Universität München mich weiter auszubilden.

Seitdem galten meine Bemühungen in Deutschland der Erreichung des deutschen Chemiker-Diploms und der Durchführung meiner Doktorarbeit, mit Ausnahme von etwa drei Monaten, nämlich Anfang Januar bis Ende März 1952, wo ich in den Bayerwerken Leverkusen, als Volontär in der Färberei ausgebildet wurde. In Deutschland bin ich im ganzen fast vier Jahre lang geblieben; Anfang Dezember 1952 musste ich nach Griechenland zurückfahren, wo ich mich bis Anfang Oktober 1953 aufhielt. Seit August 1956 befinde ich mich wieder in Griechenland.

Während der Durchführung meiner Doktorarbeit musste ich mich mit der Verwertung der griechischen Kaoline befassen. In Zusammenarbeit mit der Firma Gebr. Netzsch, Selb, habe ich eine für unsere Kaoline geeignete Schlammethode ausgearbeitet, die den griechischen Kaolin geeignet für die deutsche Porzellanindustrie macht.

